

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **07227650 A**(43) Date of publication of application: **29.08.95**

(51) Int. Cl.

B22D 11/06
B22D 11/00
C22C 38/00
C22C 38/22

(21) Application number: **06044743**(22) Date of filing: **21.02.94**(71) Applicant: **NISSHIN STEEL CO LTD**

(72) Inventor: **YASHIMA YUKIO**
MORIKAWA HIROSHI

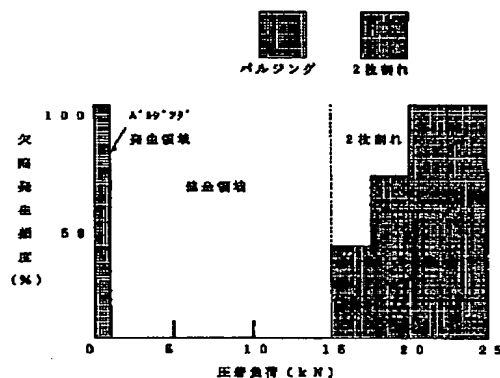
(54) PRODUCTION OF HIGH-CARBON CONTENT
STAINLESS STEEL THIN SHEET

(57) Abstract:

PURPOSE: To provide a method capable of omitting a hot rolling stage, decreasing and reducing stages and costs and producing a thin sheet having high internal quality without a two-sheet crack defect by continuously casting a high- carbon content stainless steel by a twin roll method.

CONSTITUTION: The thin sheet of the high-carbon content stainless steel having a compsn. contg. 0.60 to 1.20mass% C, 16.0 to 18.0mass% Cr, 0 to 7.0mass% Si, 0 to 1.0mass% Mn and 0 to 0.75mass% Mo and consisting of the balance Fe and inevitable impurities is continuously cast. The pressure contact load to be applied by a roll pair is specified to a range of $2.36 \times 10^{-4} \cdot r^{1/2} \cdot b^2 P^{23.54} \times 10^{-3} \cdot r_{1/2} \cdot b_{01}$ where P: the pressure contact load kN, r: an initial radius m of the roll, b: the width mm of the sheet.

COPYRIGHT: (C)1995,JPO



(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平7-227650

(43)公開日 平成7年(1995)8月29日

(51)Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
B 2 2 D 11/06	3 3 0 B			
11/00	B			
C 2 2 C 38/00	3 0 2 E			
38/22				

審査請求 未請求 請求項の数1 F D (全 6 頁)

(21)出願番号 特願平6-44743

(22)出願日 平成6年(1994)2月21日

(71)出願人 000004581

日新製鋼株式会社

東京都千代田区丸の内3丁目4番1号

(72)発明者 八島 幸雄

山口県新南陽市野村南町4976番地 日新製
鋼株式会社鉄鋼研究所内

(72)発明者 森川 広

東京都千代田区丸の内3丁目4番1号 日
新製鋼株式会社内

(74)代理人 弁理士 和田 憲治 (外1名)

(54)【発明の名称】 高炭素含有ステンレス鋼薄板の製造方法

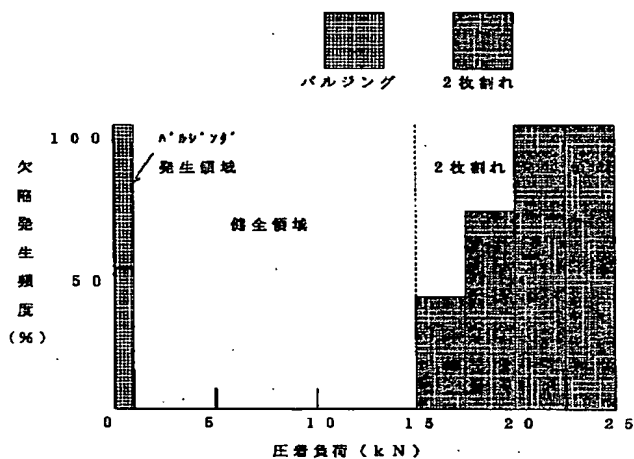
(57)【要約】 (修正有)

【目的】 高炭素含有ステンレス鋼を双ロール法によって連続製造することにより、熱圧延工程を省略し、工程とコスト低減を図り、2枚割れ欠陥がなく、高内部品質の薄板を製造できる方法を提供する。

【構成】 C: 0.60~1.20mass%, Cr: 16.0~18.0mass%, Si: 0~1.0mass%, Mn: 0~1.0mass%, Mo: 0~0.75mass%を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなる組成の高炭素含有ステンレス鋼の薄板を連続製造する双ロール法において、ロール対により加えられる圧着負荷を、

$$2.36 \times 10^{-4} \cdot r^{1/2} \cdot b \leq P \leq 3.54 \times 10^{-3} \cdot r^{1/2} \cdot b。$$

の範囲とする。ただし、P: 圧着負荷kN、r: 初期ロール半径mm、b: 板幅mm。



【特許請求の範囲】

【請求項 1】 C : 0.60 ~ 1.20 mass%, Cr : 16.0 ~ 18.0 mass%, Si : 0 ~ 1.0 mass%, Mn : 0 ~ 1.0 mass%, Mo : 0 ~ 0.75 mass% を含有し、残部が Fe 及び不可避免の不純物からなる組成の高炭素含有ステンレス鋼の溶湯を溶製し、該溶湯を互いに反対方向に回転する一対の内部水冷された銅製もしくは銅合金製のロールの上部より供給し、ロール対により圧着負荷を加えることによりロール対の両円周面上で形成された溶鋼の凝固シェル同志を圧着させて薄板を連続鍛造する双ロール法において、ロール対により加えられる圧着負荷 P を、

$$2.36 \times 10^{-4} \cdot r^{1/2} \cdot b \leq P \leq 3.54 \times 10^{-3} \cdot r^{1/2} \cdot b$$

P : 圧着負荷 (kN)

r : 初期ロール半径 (mm)

b : 板幅 (mm)

の範囲としたことを特徴とする高炭素含有ステンレス鋼薄板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、JIS規格の SUS 440 に規定されるような、C : 0.60 ~ 1.20 mass%, Cr : 16.0 ~ 18.0 mass%, Si : 0 ~ 1.0 mass%, Mn : 0 ~ 1.0 mass%, Mo : 0 ~ 0.75 mass% を含有し、残部が Fe 及び不可避免の不純物からなる組成の高炭素含有ステンレス鋼薄板を双ロール法により製造する方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 C : 0.60 ~ 1.20 mass%, Cr : 16.0 ~ 18.0 mass%, Si : 0 ~ 1.0 mass%, Mn : 0 ~ 1.0 mass%, Mo : 0 ~ 0.75 mass% を含有し、残部が Fe 及び不可避免の不純物からなる組成の高炭素含有マルテンサイト系ステンレス鋼（以下「本合金」という）は、JIS規格に規定される SUS 440 として従来より周知である。本合金は焼き入れ硬さが高く、ステンレス鋼中で最高の硬さを有し、耐摩耗性に極めて優れていることから、高級なカミソリ替え刃材や刃物用材、医療用メス材として広く利用されている。

【0003】 従来、本合金の製造方法として上記組成の合金を溶解、鍛造し、凝固させて得たインゴットを所望の厚さの熱延板となるまで熱間圧延を繰り返し行い、更に、焼鈍、冷延を繰り返して最終製品としての冷延板を得る方法が行われている。熱間圧延が行われる前のインゴットの断面は 10^4mm^2 以上の面積をもっている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 しかし、本合金のような高い C 量を含むマルテンサイト系ステンレス鋼を従来のように断面サイズが 10^4mm^2 以上のインゴットを一旦得て、それを鍛造法あるいは連鍛法によって鍛造す

る方法によると、凝固過程において Cr の共晶炭化物が初晶粒界に多量に晶出することによって、網目状炭化物 (network carbide) が生成される。このような粗大な炭化物が最終製品に残存すると、製品の特性が著しく阻害される。例えば、カミソリ替え刃のように微妙な切れ味が要求されるものは、巨大炭化物が刃先に発現すると刃こぼれを生じ、切れ味が損なわれる。

【0005】 従って、従来の製造方法によって本合金の薄板を得ようとするとき、凝固時において共晶炭化物が粗大化するのを極力抑制するために、小型のインゴットを利用しなければならず、極めて生産性が低くなる。また、共晶炭化物を固溶、消失処理するために高温かつ長時間の熱間圧延や焼鈍工程が必要となる。ところが、Cr 炭化物は高温加熱されてもその一部が未固溶のまま残留し、それらは熱間圧延及び球状化処理を行っても微細化されることがなく、逆に凝集粗大化する場合もある。このように、従来の製造方法は著しく多い工程と多大のエネルギーを必要とし、しかも、生産性が極めて低く、製造コスト高を招き、また、品質面での問題点も抱えていた。

【0006】 ここで、溶湯から直接薄板を製造する手段として双ロール法が知られている。双ロール法は通常の造塊法に比べて凝固速度が極めて大きく、双ロール法によって本合金の薄板を製造すれば、通常の鍛造法などにおいて凝固時に問題となっていた共晶炭化物を極めて微細化させて材質の向上を図ることができ、また、熱間圧延工程も不要であるから省工程化も同時に達成される。しかし、本合金のように液相線温度と固相線温度の幅が非常に広い高炭素ステンレス鋼について、従来の双ロール法をそのまま適用して薄板を連続鍛造すると、得られた薄板の厚み中心部に 2 枚割れが発生しやすく、健全な薄板が製造できないという問題点がある。

【0007】 本発明の目的は、JIS規格の SUS 440 系として規定されるような高炭素含有ステンレス鋼を双ロール法によって溶湯から薄板を直接的に連続鍛造することにより、熱圧延工程を省略し、大幅な省工程とコスト低減を図り、特に、2 枚割れ欠陥がなく、健全な内部品質を有する薄板を製造できる方法を提供することにある。

【0008】

【課題を解決するための手段】 本発明によれば、C : 0.60 ~ 1.20 mass%, Cr : 16.0 ~ 18.0 mass%, Si : 0 ~ 1.0 mass%, Mn : 0 ~ 1.0 mass%, Mo : 0 ~ 0.75 mass% を含有し、残部が Fe 及び不可避免の不純物からなる組成の高炭素含有ステンレス鋼の溶湯を溶製し、該溶湯を互いに反対方向に回転する一対の内部水冷された銅製もしくは銅合金製のロールの上部より供給し、ロール対により圧着負荷を加えることによりロール対の両円周面上で形成された溶鋼の凝固シェル同志を圧着させて薄板を連続鍛造する双ロール法において、

ロール対により加えられる圧着負荷 P を、

$$2.36 \times 10^{-4} \cdot r^{1/2} \cdot b \leq P \leq 3.54 \times 10^{-3} \cdot r^{1/2} \cdot b$$

P : 圧着負荷 (kN)

r : 初期ロール半径 (mm)

b : 板幅 (mm)

の範囲としたことを特徴とする高炭素含有ステンレス鋼薄板の製造方法が提供される。

【0009】

【作用】本発明者らは、先ず、本出願人が先に特願平2-214041号や特願平2-214042号等において提案した、圧着負荷の大きさを制御可能な双ロール連鑄機を用いて種々の高炭素ステンレス鋼を溶製、鑄造し、得られた薄板の品質を調査した。その結果、同一の鑄造条件のもとでも2枚割れが発生する場合と発生しない場合があることが分かった。2枚割れが発生した薄板の表面を観察すると、図1に示されるように、強冷却部に対応する薄板幅方向の筋状の模様1と、緩冷却部に対応する薄板幅方向の筋状の模様2がある周期性をもって交互に見られた。また、強冷却部に対応する模様1を生じた箇所の表面には膨らみが生じていた。そして、その膨らんだ位置において薄板の断面を調べると、板厚の中心部において上面側シェルと下面側シェルが接合していない、いわゆる2枚割れが観察された。一方、2枚割れが発生しなかった薄板においては、このような強冷却部に対応する筋状の模様1と緩冷却部に対応する筋状の模様2は、実質上見られなかった。

【0010】そこで、筋状の模様を生じた薄板について鑄造中の圧着負荷の変動と模様の発生周期間隔を詳細に調査した結果、周期性をもって交互に現れる筋状の模様は、双ロール連鑄機のロール対により加えられる圧着負荷の変動に起因して生じていることが分かった。即ち、ロール対により加えられる圧着負荷の変動が生じた板の表面では、圧着負荷が大きくなったときに連鑄された領域に相当する強冷却部と、圧着負荷が小さくなったときに連鑄された領域に相当する緩冷却部が交互に生じた。そして、このような圧着負荷の変動に起因して、2枚割れが強冷却部に生じた。

【0011】ここで、薄板連鑄における2枚割れと同様の現象として、熱間圧延における鰐口割れが報告されている[講座・現代の金属学 材料編11 金属加工：日本金属学会(1986) p192]。この報告によれば、熱間圧延における鰐口割れは、ロールで圧延される際、変形抵抗の小さい板厚中心部が優先的に変形し、厚み方向で引っ張り応力が働いた結果、発生すると説明されている。薄板連鑄における2枚割れは、熱間圧延における鰐口割れのような開口は生じずに、板内部に点在して生じるが、その形態から鰐口割れと2枚割れは同様の*

$$P = k_m \cdot l_d \cdot b$$

ここで、 k_m : 平均変形抵抗、 l_d : 接触長、 b : 板幅

*メカニズムによって生じるものと推察される。

【0012】高炭素ステンレス鋼を薄板連鑄した場合に2枚割れが発生しやすいのは、通常のステンレス鋼に比べて、高炭素ステンレス鋼は固液共存温度範囲が広く、最終凝固部に成分偏析が生じて、ロールキス点近傍においても板厚中心部に濃化溶湯がフィルム状に残留しやすいため、上面側シェルと下面側シェルから成長してきたそれぞれの凝固シェルの接合面に延性がなく、かつ、接合力が小さいことに起因していると考えられる。

【0013】一方、2枚割れが生じないように圧着負荷を小さくすると、前述したような筋状の模様はなくなるが、バルジングが生じやすくなる。即ち、圧着負荷が小さい場合、両ロール面からの凝固シェルの成長が最も遅いような領域では、板がロールから離脱された後も未凝固の溶鋼が板厚中心部に多く存在し、復熱によりバルジングが生じるものと推察される。このバルジングが極端に顕在化すると、鑄造板の破断を招く恐れがある。

【0014】そこで、本発明者らは双ロール連鑄機を用いて、鑄造時の圧着負荷を種々変化させて本合金を鑄造し、2枚割れ及びバルジングの発生頻度の関係を詳細に調査した。なお、調査するにあたって鑄造に用いたロールの半径は幅方向の中央部で200mmであり、得られた板幅は300mmである。

【0015】調査の末、図2に示す結果が得られた。即ち、圧着負荷が大きいほど2枚割れの発生頻度が高く、また、圧着負荷を過度に小さくするとバルジングが発生するという先に説明した通りの結果が得られた。2枚割れが発生したものは前述したように板表面に筋状の周期的な模様と膨れが認められ、圧着負荷の強弱の変動が大きく認められた。これに対して2枚割れが発生しない場合は筋状の模様が認められず、鑄造中の圧着負荷の変動も小さく、安定していた。このように2枚割れ発生の原因となる圧着負荷の変動は、基本的には鑄造中の圧着負荷が大きいほど発生しやすいことがわかった。結局、本合金に対しては2枚割れがなく、かつ、バルジング欠陥もない薄板を双ロール連鑄機を用いて安定して得るためには、調査に用いたロールについては、鑄造中の圧着負荷を1kN以上、15kN以下の範囲に制御すればよいことが分かった。

【0016】従って、ロール半径が200mmで板幅が300mmの場合であれば、ロール対により加えられる圧着負荷を1kN以上、15kN以下の範囲に制御すればよいが、この範囲はロール径と板幅によって変化する。

【0017】ここで、圧延における圧延荷重 P は、次の(1)式で表される。なお、薄板連鑄における圧着負荷は、基本的には圧延における圧延荷重と同義のものである。

$$\dots (1)$$

そして、接触長 l_d は次の(2)式で示される。

5

$$ld = (r \cdot \Delta h)^{1/2}$$

ここで、 r ：ロール半径、 Δh ：圧下量

従って、(1)式と(2)式より、次の(3)式が得ら*

$$P = km \cdot (r \cdot \Delta h)^{1/2} \cdot b \quad \dots (3)$$

【0018】双ロール法では、 $km \cdot (\Delta h)^{1/2}$ は未知であるが、上記調査の結果に示したように、半径 r が200mmのロールを備えた双ロール実験装置を用いて板幅 b が300mmの薄板を鋳造した場合における適性圧着負荷の下限値が1kNで、上限値が15kNであることから、

(3)式にそれぞれの値を代入すると、
下限値(1kN)の場合は、

$$km \cdot (\Delta h)^{1/2} = 2.36 \times 10^{-4} \text{ (kN/mm}^{3/2}) \quad \text{※}$$

$$2.36 \times 10^{-4} \cdot r^{1/2} \cdot b \leq P \leq 3.54 \times 10^{-3} \cdot r^{1/2} \cdot b$$

... (4)

【0020】

【実施例】以下、本発明の実施例を具体的に示す。表1に実施例において用いた発明例(ヒートNo.1~5)と比較例(ヒートNo.6~7)の各組成を示し、表2に各鋳造条件及び測定結果を示す。なお、各鋼種には本★

*れる。

※上限値(15kN)の場合は、

$$km \cdot (\Delta h)^{1/2} = 3.54 \times 10^{-3} \text{ (kN/mm}^{3/2})$$

となる。

【0019】しかして、本発明においては、ロール半径 r の双ロール機で幅板 b の高炭素含有ステンレス鋼を鋳造する場合において、鋳造中の圧着負荷 P を以下の範囲に制御することによって、2枚割れとバルジングの発生防止を図ることとした。

10

★発明の対象とする高炭素含有ステンレス鋼の代表例であるSUS440AとSUS440C相当のものをを用いた。

【0021】

【表1】

ヒートNo.		鋼種	成分値 (mass%)				
			C	Si	Mn	Cr	Mo
本 発 明 例	1	SUS440A	0.68	0.62	0.57	17.25	—
	2	SUS440C	1.06	0.75	0.72	16.81	—
	3	SUS440C	1.03	0.72	0.68	17.52	0.10
	4	SUS440A	0.72	0.65	0.48	16.77	—
	5	SUS440C	1.08	0.58	0.77	17.60	—
比 較 例	6	SUS440A	0.62	0.67	0.66	16.45	0.10
	7	SUS440C	1.12	0.61	0.58	17.61	—
	8	SUS440C	0.99	0.54	0.52	16.82	—

【0022】

【表2】

ヒートNo.		鑄造ロール			(4)式による Pの範囲	板厚 (mm)	設定圧着 負荷(kN)	実測圧着 負荷(kN)	圧着負 荷変動	筋状 模様	2枚 割れ	バ'ル'ジ'ン'グ
		材質	半径r(mm)	胴長b(mm)								
本 発 明 例	1	銅合金	200	300	1.0~15.0	2.4	13	12.4~14.1	小	なし	なし	なし
	2	"	"	"	"	2.2	6	5.8~6.2	極小	なし	なし	なし
	3	"	"	"	"	2.5	1.5	1.3~1.6	極小	なし	なし	なし
	4	"	400	"	1.4~21.2	2.6	19	18.2~20.3	小	なし	なし	なし
	5	"	400	600	2.8~42.5	2.3	38	37.3~39.1	小	なし	なし	なし
比 較 例	6	"	200	300	1.0~15.0	2.4	18	15.2~19.8	大	有り	有り	なし
	7	"	"	"	"	2.0	0.6	0.3~0.9	極小	なし	なし	有り
	8	"	"	"	"	2.8	0.2	0.1~0.4	極小	なし	なし	板破断

【0023】（本発明例：ヒートNo.1~3）析出硬化型の銅合金性の内部水冷された鑄造ロールを備えた双ロール式連続鑄造機を用い、真空誘導炉で溶製した500kgの高炭素含有ステンレス鋼の溶湯を平均鑄造速度25m/minで連続的に鑄造した。ロール半径rは200mm、有効胴長（板幅b）は300mmとした。かかる条件のもとにおいて、鑄造中の圧着負荷Pが、上記（4）式を満足すべく、

$$1\text{ kN} \leq P \leq 15\text{ kN}$$

となるように鑄造中の圧着負荷を設定した。そして、ヒートNo.1, 2, 3として、厚み2.4mm, 2.2mm, 2.5mmの薄板（何れも板幅bは300mm）をそれぞれ製造した。

【0024】以上の条件で製造したヒートNo.1~3（本発明例）の薄板について板表面の筋状模様の有無と2枚割れの発生を調査した。2枚割れの発生は超音波探傷機を用いた調査と、薄板を無作為に長手方向に切断して断面を観察する調査による。その結果、表2に示されるように、何れの場合も鑄造初期の非定常域を除いて、筋状模様と2枚割れが共に全く認められなかった。また、何れもバルジングは発生していなかった。

【0025】（本発明例：ヒートNo.4）ヒートNo.1~3と同様に、析出硬化型の銅合金性の内部水冷された鑄造ロールを備えた双ロール式連続鑄造機を用い、真空誘導炉で溶製した500kgの高炭素含有ステンレス鋼の溶湯を平均鑄造速度48m/minで連続的に鑄造した。なお、ロール半径は400mm、有効胴長（板幅b）は300mmとした。かかる条件のもとにおいて、鑄造中の圧着負荷Pが、上記（4）式を満足すべく、

$$1.4\text{ kN} \leq P \leq 21\text{ kN}$$

となるように鑄造中の圧着負荷を設定した。そして、厚み2.6mm、板幅300mmの薄板を製造した。

【0026】以上の条件で製造したヒートNo.4（本発明例）の薄板について、先と同様に板表面の筋状模様の有無と2枚割れの発生を調査した。その結果、表2に

示されるように、鑄造初期の非定常域を除いて、筋状模様と2枚割れが共に全く認められなかった。また、バルジングも発生していなかった。

【0027】（本発明例：ヒートNo.5）ヒートNo.1~4と同様に、析出硬化型の銅合金性の内部水冷された鑄造ロールを備えた双ロール式連続鑄造機を用い、真空誘導炉で溶製した500kgの高炭素含有ステンレス鋼の溶湯を平均鑄造速度48m/minで連続的に鑄造した。なお、ロール半径は400mm、有効胴長（板幅b）は600mmとした。かかる条件のもとにおいて、鑄造中の圧着負荷Pが、上記（4）式を満足すべく、

$$2.8\text{ kN} \leq P \leq 42\text{ kN}$$

となるように鑄造中の圧着負荷を設定した。そして、厚み2.3mm、板幅600mmの薄板を製造した。

【0028】以上の条件で製造したヒートNo.5（本発明例）の薄板について、先と同様に板表面の筋模様の有無と2枚割れの発生を調査した。その結果、表2に示されるように、鑄造初期の非定常域を除いて、筋状模様と2枚割れが共に全く認められなかった。また、バルジングも発生していなかった。

【0029】（比較例：ヒートNo.6）本発明例のヒートNo.1~3で使用したロールと同じロール（板幅b：300mm、ロール半径r：200mm）を用い、鑄造中の圧着負荷を本発明の上限値である15kNを超える18kNに設定して鑄造を行い、厚み2.4mm、板幅300mmの薄板を製造した。

【0030】以上の条件で製造したヒートNo.6（比較例）の薄板について、先と同様に板表面の筋模様の有無と2枚割れの発生を調査した。その結果、表2に示されるように、明らかな筋状模様が認められるとともに、強冷却部に相当する箇所に2枚割れが多数認められた。しかし、バルジングは発生していなかった。

【0031】（比較例：ヒートNo.7）本発明例のヒートNo.1~3で使用したロールと同じロール（板幅b：300mm、ロール半径r：200mm）を用い、鑄造

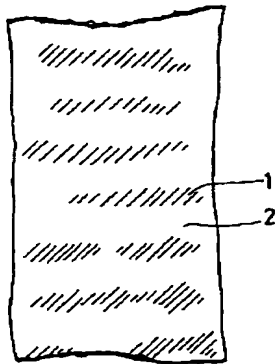
中の圧着負荷を本発明の下限値である1kNを下回る0.6kNに設定して鋳造を行った。

【0032】以上の条件で製造したヒートNo.7（比較例）の薄板について、先と同様に板表面の筋模様の有無と2枚割れの発生を調査した。その結果、表2に示されるように、筋状模様や2枚割れは認められないが、バルジングがほぼ連続的に認められた。

【0033】（比較例：ヒートNo.8）本発明例のヒートNo.1～3で使用したロールと同じロール（板幅b：300mm，ロール半径r：200mm）を用い、鋳造中の圧着負荷を本発明の下限値である1kNを、ヒートNo.7の場合よりも更に下回る0.2kNに設定して鋳造を行った。

【0034】その結果、鋳造中の薄板に大きなバルジングが生じ、鋳造途中で板破断が発生し、製品を得ることができなかった。

【図1】



【0035】

【発明の効果】本発明によれば、JIS規格のSUS440系として規定される高炭素含有ステンレス鋼を連続鋳造して浴湯から薄板を直接的に製造でき、2枚割れやバルジング欠陥のない薄板を得ることができる。従って、本合金の製造において、格段の省工程化、省エネルギー化及び省力化が達成される。

【図面の簡単な説明】

【図1】圧着負荷の変動が生じて筋状の冷却模様が生じた薄板の表面状態を示す図面

【図2】鋳造時の圧着負荷と2枚割れ及びバルジングの発生頻度の関係を示すグラフ図

【符号の説明】

- 1 強冷却部に対応する薄板幅方向の筋状の模様
- 2 緩冷却部に対応する薄板幅方向の筋状の模様

【図2】

